

---

В.Г. Чашина, М.П. Кащенко

# Экспериментальные основания динамической теории мартенситных превращений

Учебное пособие

---

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
УРАЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ЛЕСОТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

В. Г. Чащина, М. П. Кащенко

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ОСНОВАНИЯ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Учебное пособие

Рекомендовано к изданию научно-методическим советом  
Уральского государственного лесотехнического университета

Екатеринбург  
Издательство Уральского университета  
2020

УДК 544.2(07)  
ББК 22.3я7  
Ч305

## Рецензенты:

*С. Д. Прокошкин*, д-р физ.-мат. наук, профессор, главный научный сотрудник кафедры обработки металлов давлением Национального исследовательского технологического университета «МИСиС» (Москва)

*С. П. Беляев*, д-р физ.-мат. наук, ведущий научный сотрудник кафедры теории упругости Санкт-Петербургского государственного университета (Санкт-Петербург)

## **Чащина, В. Г.**

Ч305 Экспериментальные основания динамической теории мартенситных превращений : учебное пособие / В. Г. Чащина, М. П. Кащенко ; Уральский государственный лесотехнический университет. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2020. — 46 с. : ил. — Библиогр. : с. 41–45. — ISBN 978-5-7996-2971-7. — Текст : электронный.

ISBN 978-5-7996-2971-7

В пособии дается обзор экспериментальных данных, существенных для построения динамической теории мартенситных превращений. Особое внимание уделено данным, относящимся к  $\gamma$ - $\alpha$  превращению в сталях и сплавах на основе железа. Отмечается принципиальная роль неравновесных условий протекания превращения и фактов, свидетельствующих о сверхзвуковой скорости роста кристаллов мартенсита.

Адресовано студентам, магистрантам, аспирантам и специалистам в области физики твердого тела, физического материаловедения и физического металловедения.

УДК 544.2(07)  
ББК 22.3я7

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	5
1. Характерные признаки самопроизвольного (при охлаждении) $\gamma$ - $\alpha$ мартенситного превращения.....	10
1.1. Количественные характеристики мартенситного превращения как фазового перехода I рода.....	11
1.2. Морфологические признаки $\gamma$ - $\alpha$ мартенситного превращения.....	13
1.3. Кинетические признаки $\gamma$ - $\alpha$ мартенситного превращения.....	16
1.4. Скорость роста кристаллов мартенсита при $\gamma$ - $\alpha$ мартенситном превращении.....	17
2. Устойчивость решетки вблизи температуры $M_s$ .....	23
3. Проблема зародышеобразования при $\gamma$ - $\alpha$ мартенситном превращении.....	26
3.1. Эксперименты с малыми частицами.....	26
3.2. Гетерогенная природа зарождения.....	27
3.3. О предмартенситных состояниях.....	28
3.4. Замечание о дислокационных моделях зародыша новой фазы и роста кристалла.....	29
4. Влияние внешнего магнитного поля на температуру начала мартенситного превращения.....	30
5. Ориентационный эффект во внешнем магнитном поле.....	32
6. Существование критического размера зерна для протекания мартенситного превращения.....	33
7. Влияние химического состава на протекание мартенситного превращения.....	35

7.1. Различие темпов изменения температуры	
$M_s$ в случаях сплавов замещения и внедрения .....	35
7.2. Наличие нескольких «ступеней» $M_s$	
в зависимости от скорости охлаждения .....	36
7.3. Зависимость «ступеней» $M_s$	
от концентрации легирующего элемента .....	37
Выводы .....	38
Вопросы для самоконтроля .....	39
Библиографические ссылки .....	41

## ВВЕДЕНИЕ

Верно определяйте слова, и вы  
освободите мир от половины недо-  
разумений.

*Рене Декарт*

Мы не случайно вынесли в эпиграф слова выдающегося математика и основателя рациональной методологии Р. Декарта, поскольку лишь после введения основных понятий для данного раздела науки можно предметно обсуждать как сложившуюся систему представлений, так и проблемные вопросы, в эту систему не укладывающиеся. Роль подобных вопросов чрезвычайно велика, так как ответы на них задают естественные направления развития (точки роста) данной отрасли знаний.

Начнем с самых общих утверждений:

- мир материален, т. е. обладает свойствами (законами), существующими объективно (независимо от сознания исследователя);
- все объекты материального мира взаимодействуют между собой;
- физика — наука о взаимодействии объектов материального мира, т. е. фундамент всего естествознания.

Отсюда очевидно, что в естествознании нет ни одного вопроса, не связанного с физикой. В частности, физика конденсированного состояния изучает совокупность свойств вещества, находящегося в твердом и жидком состоянии.

Вещество при изменении внешних параметров (прежде всего температуры и давления) способно испытывать фазовые превращения, например, из одного агрегатного состояния в другое: переходы жидкость → твердое тело (кристаллизация) или твердое тело → жидкость (плавление), жидкость → газ (кипение), газ → жидкость

(конденсация), твердое тело → газ (сублимация), газ → твердое тело (десублимация).

Под фазой (см., например, [1]) понимается гомогенная (однородная) часть гетерогенной (неоднородной) системы, ограниченная поверхностью раздела. Совокупность отдельных гомогенных частей системы, обладающих одинаковыми свойствами, считается одной фазой (например, совокупность кристаллов одного вещества или совокупность капелек жидкости, взвешенных в газе и составляющих туман). При переходе через поверхность раздела хотя бы одно из свойств вещества изменяется скачком.

Если скачком меняется само состояние системы, что сопровождается изменением удельного объема и тепловым эффектом, то говорят о фазовом переходе I рода. К таковым относятся перечисленные выше превращения агрегатных состояний веществ. Если же состояние меняется непрерывно, а скачком меняется симметрия системы, переход относят к переходу II рода.

Часто (но не всегда) поверхность раздела является видимой. Гомогенная система содержит только одну фазу, гетерогенная система состоит из двух или более фаз.

Для дальнейшего важно, что и вещество, находящееся в твердом состоянии, испытывает фазовые переходы (полиморфные превращения). Наиболее распространенным для атомов твердого тела является их кристаллическое состояние, при котором атомы регулярным (периодическим) образом заполняют пространство. Имеется ограниченное число вариантов подобного заполнения. Каждому из вариантов соответствует своя элементарная ячейка, характеризующая данное кристаллическое состояние. Полиморфные превращения — это переходы между различными кристаллическими состояниями.

Если атомы при переходе смещаются согласованным кооперативным путем, то фазовый переход называют мартенситным. Если же перестройка структуры связана с индивидуальным (например, диффузионным) перемещением атомов, говорят о нормальном превращении.

Исторически термин «мартенситное превращение» связан с превращением, протекающим в сталях или сплавах на основе

железа при достаточной (для подавления диффузии компонентов сплава) скорости охлаждения исходной фазы с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК), которую называют также аустенитом\* или  $\gamma$ -фазой. Продукт превращения — фаза с объемноцентрированной кубической (ОЦК) (или тетрагональной — ОЦТ) решеткой — именуется мартенситом\*\* или  $\alpha$ -фазой. Именно для этого  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения был накоплен наибольший объем информации, а характерные его признаки легли в основу идентификации кооперативных структурных превращений в твердых телах при классификации полиморфных превращений. На рис. 1 приведены соответствующие элементарные ячейки, где атомам сопоставлены кружки, расположенные в вершинах, серединах граней или в центре куба.

Следует иметь в виду, что это изображение является идеализированным, относящимся к положениям, вблизи которых атомы (либо ионы) совершают колебания.

В настоящее время мартенситное превращение рассматривается в качестве одного из основных вариантов реализации структурных превращений в твердых телах.

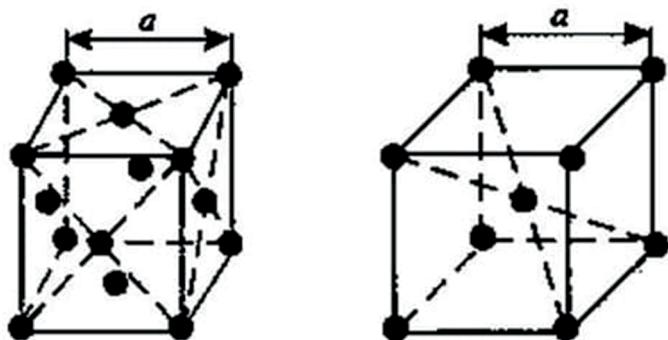


Рис. 1. Элементарные ячейки ГЦК (слева) и ОЦК (справа) решеток:  
 $a$  — параметр решетки

\* В честь металлурга У. Робертса-Остина.

\*\* В честь металлурга Р. Мартенса.



В большинстве случаев мартенситные превращения протекают как превращения I рода, причем  $\gamma$ - $\alpha$  превращение обладает ярко выраженными признаками перехода I рода.

Цель данного учебного пособия — сосредоточить внимание на основных экспериментальных фактах, касающихся данного превращения.

При обзоре экспериментального материала следует иметь в виду, что часть фактов должна быть положена в основу теории, т. е. использоваться в качестве постулатов. Не меньшую роль играют факты, без объяснения которых теория мартенситных превращений не может рассматриваться в качестве полной теории. С этих взаимно дополнительных позиций и проводились отбор и группировка важнейших экспериментальных данных.

Разумеется, при анализе материала предполагается, что читатель знаком с основными понятиями равновесной термодинамики, описывающей, как известно, состояния макроскопических систем с помощью задания значений небольшого числа переменных, минимальный набор которых включает абсолютную температуру  $T$ , давление  $P$ , объем  $V$ . Тем не менее перечислим кратко важнейшие понятия. Связь между термодинамическими переменными выражает уравнение состояния. Большую роль при анализе устойчивости различных фаз играют термодинамические потенциалы, являющиеся функциями состояния системы: внутренняя энергия  $U$ , энтропия  $S$ , свободная энергия  $F$ , энтальпия  $H$ , потенциал Гиббса  $G$ . Функциями процессов перехода между состояниями системы являются изменения энергии в форме теплоты  $\Delta Q$  и работы  $\Delta A$ . Усредненное описание макросистемы в термодинамике базируется на трех началах (постулатах): первое начало выражает закон сохранения энергии, второе — закон эволюции замкнутых систем, третье — предельный переход:  $S \rightarrow 0$  при  $T \rightarrow 0$ . Заметим, что при аксиоматической формулировке вводится и нулевое начало.

При указании кристаллографических характеристик используется декартова система координат с осями вдоль трех ортогональных ребер элементарной ГЦК ячейки ( $\gamma$ -фазы). Отдельное направление указывается тремя числами в квадратных скобках, а для семейства аналогичных направлений используют угловые скобки:

$[hkl]$  и  $\langle hkl \rangle$ . Отдельная плоскость указывается числами в круглых скобках, а для семейства плоскостей используют фигурные скобки:  $(hkl)$  и  $\{hkl\}$ .

Подчеркнем, что термодинамическое описание способно указать лишь на потенциальную возможность  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения, а именно: если при охлаждении свободная энергия  $\alpha$ -фазы  $F_\alpha$  окажется ниже, чем  $F_\gamma$ . Однако суть превращения кроется в выяснении механизма согласованного (кооперативного) смещения атомов. Поэтому решение проблемы требует и динамического рассмотрения. Очевидно, что термодинамический и динамический подходы дополняют друг друга. Грубо говоря, термодинамика оценивает энергетический ресурс, который может быть использован для реализации превращения, динамика же находит пути эффективного использования энергетического ресурса.

Поскольку свойства металлов и сплавов в значительной степени определяются электронной подсистемой, естественно полагать, что особенности мартенситного превращения в металлических системах обусловлены спецификой взаимодействия электронной и ионной (решеточной) подсистем. Собственно, такой вывод справедлив для анализа любой проблемы физического металловедения.

## 1. ХАРАКТЕРНЫЕ ПРИЗНАКИ САМОПРОИЗВОЛЬНОГО (ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ) $\gamma$ - $\alpha$ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Существует достаточно много монографий, учебников и обзоров (см., например, [2–15]), в которых освещены ретроспектива исследований, а также и основные черты  $\gamma$ - $\alpha$  превращения. Поэтому нет необходимости вести изложение в исторической последовательности, заметим лишь, что начало количественным исследованиям  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения положено в 20-е гг. XX в., а именно рентгенографически было установлено, что низкотемпературная фаза (мартенсит) в стали имеет объемноцентрированную тетрагональную (ОЦТ) кристаллическую решетку, в то время как исходная высокотемпературная фаза (аустенит) имеет ГЦК решетку [16]. Объемноцентрированная тетрагональная решетка типична для сплавов внедрения (Fe-C, Fe-N), причем величина тетрагональности растет с концентрацией внедренного компонента, тогда как для сплавов замещения (Fe-Ni, Fe-Mn) более характерна ОЦК решетка или же заметно меньшая тетрагональность. Для обоих типов сплавов мартенситное превращение обладает сходными признаками, при перечислении которых в основном будем следовать [2], используя для количественной иллюстрации системы Fe-C, Fe-Ni.

Определение Г. В. Курдюмовым механизма мартенситного превращения как закономерного скачкообразного процесса перестройки решетки, при котором относительные перемещения соседних атомов не превышают межатомных расстояний, позволило рассматривать мартенситное превращение как фазовый переход без изменения состава, подобный фазовым переходам в однокомпонентных системах.

### 1.1. Количественные характеристики мартенситного превращения как фазового перехода I рода

Для переходов I рода, как известно [4], температура равновесия фаз  $T_0$  определяется равенством свободных энергий Гельмгольца  $F$ :  $F_\gamma(T_0) = F_\alpha(T_0)$ , а необходимость затрат энергии на создание границы раздела фаз приводит к явлениям переохлаждения ниже  $T_0$  в случае прямого (перегрева выше  $T_0$  для обратного) превращения. Обозначим  $M_s$  и  $A_s$  температуры начала прямого  $\gamma$ - $\alpha$  и обратного  $\alpha$ - $\gamma$  мартенситных превращений соответственно. Типичные значения температурного гистерезиса велики и достигают  $(M_s - A_s) \approx 400$  К, стало быть, значительны и величины переохлаждения (перегрева):  $T_0 - M_s \approx A_s - T_0 \approx 200$  К.

Существенным является и объемный эффект, оцениваемый разными авторами в пределах 2–5 %, причем удельный (на единицу массы) объем  $\alpha$ -фазы больше.

Удельный тепловой эффект [17] достигает сотен калорий на моль, вызывая при прямом мартенситном превращении разогрев образца на десятки градусов.

Приведенные характеристики показывают, что мартенситное превращение протекает при значительных отклонениях от положения термодинамического равновесия.

Скачкообразное изменение удельного объема, сопровождающееся выделением большой энергии, приводит как минимум к двум важным следствиям. Во-первых, в области решетки, которая первой испытала скачкообразное превращение, возбуждаются колебания ионов (атомов), поскольку теплоемкость кристаллов почти полностью определяется решеточной подсистемой, причем интенсивность колебаний должна заметно превышать уровень теплового фона. Во-вторых, вблизи границы области, испытавшей скачкообразный переход, должны возникать большие градиенты температуры и химического потенциала электронов, сопровождающиеся интенсивными потоками электронов, стремящимися сгладить возникшую неоднородность. Указанные особенности начального этапа превращения способны, как показывает теоретический анализ, привести к описанию специфики мартенситного превращения.

В связи с этим уместно отметить, что такой великолепный «навигатор» в океане полиморфных превращений, как фазовые диаграммы, относится к равновесным состояниям. Поэтому отражение возможностей протекания мартенситного превращения на фазовых диаграммах носит характер дополнений. Для сравнения на рис. 2 и 3 приведены фрагменты равновесных диаграмм и мартенситных превращений для систем Fe-Ni, Fe-Mn.

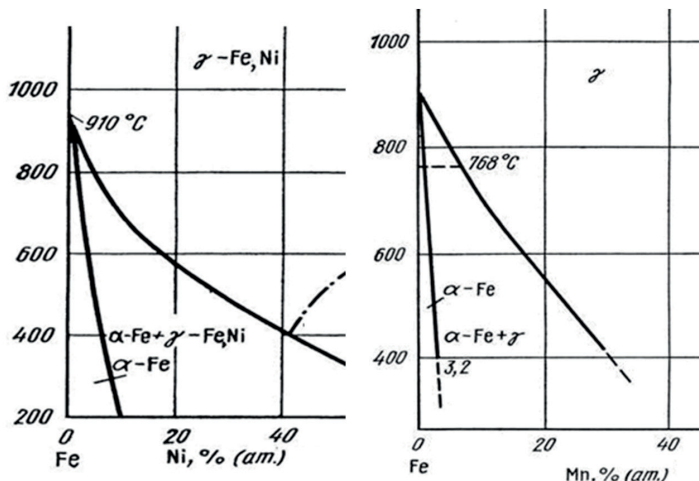


Рис. 2. Фрагменты равновесных диаграмм для систем Fe-Ni и Fe-Mn [18]

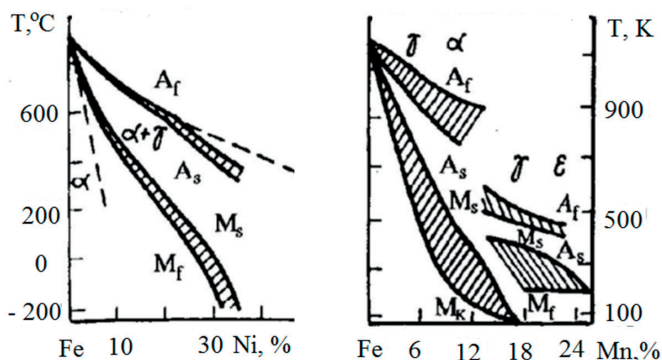


Рис. 3. Диаграммы мартенситных превращений для систем Fe-Ni и Fe-Mn [19]

## 1.2. Морфологические признаки $\gamma$ - $\alpha$ мартенситного превращения

Перечислим теперь характерные структурные (морфологические) признаки  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения.

1. Мартенсит возникает в форме пластин с малым отношением толщины к другим линейным размерам либо в виде линзовидных кристаллов, в центральной части которых (мидрибе) хорошо выделена пластина, возникающая на первом этапе мартенситного превращения. Толщина пластин колеблется в пределах  $10^{-7}$ – $10^{-6}$  м (от 0,1 до нескольких микрон). Схематически сечение линзовидного мартенситного кристалла представлено на рис. 4.

2. Габитусная плоскость пластины (граница раздела фаз или плоские границы мидриба) имеет несколько (в зависимости от состава) устойчивых ориентировок относительно кристаллографических осей  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз. В системах Fe-C, Fe-Ni наблюдаются габитусные плоскости, близкие к  $\{5\ 5\ 7\}$ – $\{1\ 1\ 1\}$  (до 0,6 вес.% C, до 29 % Ni),  $\{2\ 2\ 5\}$  — (0,6–1,4 вес.% C),  $\{2\ 5\ 9\}$ – $\{3\ 10\ 15\}$  — (1,4–1,8 вес.% C, 29–34 % Ni).

3. Форма превращенной области изменяется, создавая рельеф на поверхности образца. Изменение формы характеризуют параметрами макроскопического сдвига. Наличие этого признака привело к тому, что термин «сдвиговое превращение» во многих случаях рассматривают как синоним термина «мартенситное превращение». Схематическое изображение чисто сдвиговой деформации приведено на рис. 5.

4. Между решетками  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз имеется ориентационное соотношение, указывающее параллельность (или приблизительную параллельность) наиболее плотно упакованных плоскостей фаз:  $\{111\}_{\gamma} \parallel \{110\}_{\alpha}$  и углы разориентации между плотноупакованными направлениями в параллельных

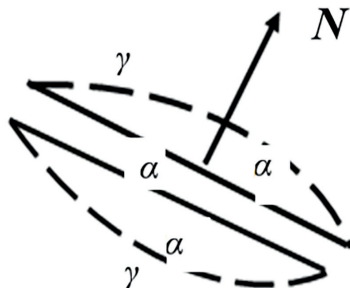
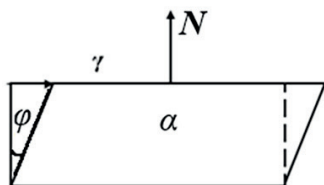


Рис. 4. Сечение линзовидного мартенситного кристалла:  $N$  — нормаль к границе мидриба, характеризующая ориентацию габитусной плоскости



макросдвиг

Рис. 5. Схема изменения прямоугольного сечения при деформации сдвига с величиной  $\tan \varphi$  по плоскости габитуса

тем сжатия на 20 % вдоль одной из осей  $\langle 001 \rangle_\gamma$  и синхронных растяжений приблизительно на 13 % вдоль пары ортогональных осей  $\langle 100 \rangle_\gamma$ ,  $\langle 010 \rangle_\gamma$  (либо  $\langle 110 \rangle_\gamma$ ,  $\langle \bar{1}10 \rangle_\gamma$ ).

5. Кристаллы мартенсита обладают закономерной внутренней структурой и обнаруживают во многих случаях упорядоченность взаимного расположения. Так, кристаллы с габитусами  $\{5\ 5\ 7\} - \{1\ 1\ 1\}$

плоскостях. Один из вариантов ожидаемого соответствия отражен на рис. 6.

Кроме того, рисунок показывает, что в связи с геометрической схемой Бейна (предложенной еще в 1924 г. [20]) ГЦК решетку можно рассматривать как ОЦТ решетку с тетрагональностью  $t = \sqrt{2}$ . Следовательно, имеется возможность деформационной трансформации ГЦК решетки в ОЦК решетку путем сжатия на 20 % вдоль одной из осей  $\langle 001 \rangle_\gamma$  и синхронных растяжений приблизительно на 13 % вдоль пары ортогональных осей  $\langle 100 \rangle_\gamma$ ,  $\langle 010 \rangle_\gamma$  (либо  $\langle 110 \rangle_\gamma$ ,  $\langle \bar{1}10 \rangle_\gamma$ ).

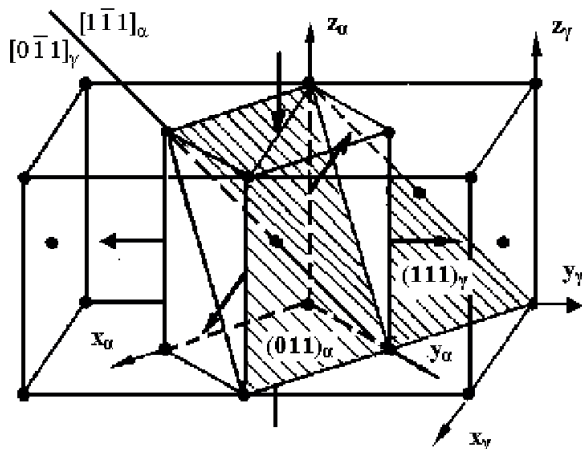


Рис. 6. Схема, поясняющая деформацию Бейна и кристаллографическое соответствие плоскостей и направлений [2]. Направления сжатия и растяжения указаны жирными стрелками, заштрихована плотноупакованная плоскость  $(111)_\gamma \parallel (011)_\alpha$

характеризуются сложной дислокационной структурой и образуют колонии (пакеты) примерно однонаправленных кристаллов, тогда как для пластинчатых кристаллов с габитусами  $\{2\ 2\ 5\}$ ,  $\{2\ 5\ 9\}$ – $\{3\ 10\ 15\}$  типичными являются образование внутренних двойников превращения и иные группировки кристаллов (подробнее см. [21]).

Уместно пояснить, что двойники превращения возникают непосредственно в ходе роста мартенситных кристаллов в виде чередующихся пластинчатых компонент. Типичное различие компонент двойниковой структуры заключается в различии ориентаций главных осей деформации сжатия, ортогональных друг другу в исходной фазе. Основная компонента двойниковой структуры имеет больший объем. В связи с этим отметим, что центральная область линзовидного кристалла на рис. 7, как правило, имеет двойниковую структуру, аналогичную полностью двойникованным тонкопластинчатым кристаллам. Периферия же линзовидных кристаллов имеет сложную двойниковую структуру. Кристаллы с габитусами  $\{2\ 2\ 5\}$  двойникованы лишь частично. Схема сечения полностью двойникованного кристалла приведена на рис. 7, а на рис. 8 приведен вариант реальной двойниковой структуры.

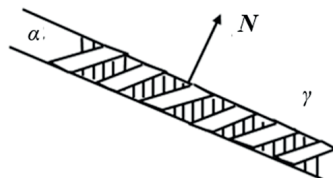
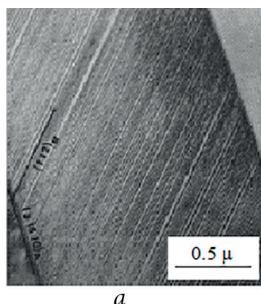
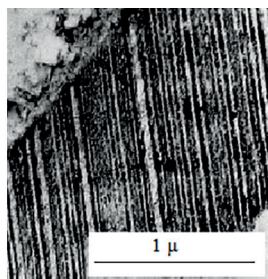


Рис. 7. Схематическое изображение сечения тонкопластинчатого кристалла. Заштрихованы основные компоненты двойниковой структуры



а



б

Рис. 8. Двойникованные тонкопластинчатые кристаллы мартенсита: а — в сплаве Fe-30Ni-0.39C [22]; б — в стали 52H2N23 [7]



В качестве важного итога, подчеркнутого в [5], отметим, что для отдельного мартенситного кристалла габитусная плоскость, конкретный вариант ориентационного соотношения и параметры макроскопического сдвига связаны однозначно, т. е. данной плоскости габитуса соответствует единственный путь мартенситной реакции.

### 1.3. Кинетические признаки $\gamma$ - $\alpha$ мартенситного превращения

При перечислении кинетических признаков следует разделять микрокинетiku, характеризующую рост отдельной пластины, и макрокинетiku, описывающую прирост общего количества мартенсита.

Микрокинетически мартенситное превращение можно определить как атермическое, поскольку, во-первых, скорость превращения (роста) отдельной пластины велика (ниже этот важнейший вопрос будет обсуждаться более подробно) и не зависит от температуры, хотя мартенситное превращение протекает в широкой области температур  $T \approx (0-10^3)$  К, и, во-вторых, превращенный объем возрастает за счет образования новых кристаллов, а не в результате подрастания имеющихся. Следовательно, рост протекает как бы в отсутствие термической активации, что и раскрывает смысл термина «атермический».

Макрокинетически различают изотермическое и атермическое мартенситные превращения. Изотермическое превращение может протекать при фиксированной температуре внешнего (по отношению к превращающемуся объему) теплового резервуара, причем существует зависящая от состава сплава оптимальная температура, при которой скорость увеличения макроскопического количества мартенсита максимальна. Существенным отклонением от оптимальной температуры (например, при быстром переохлаждении) можно подавить превращение. Такая макрокинетика типична для образования пакетного мартенсита. При атермической макрокинетике количество мартенсита определяется степенью переохлаждения ниже температуры  $M_s$ , а изотермическая выдержка не приводит к увеличению превращенного объема. Такая картина присуща ро-

сту кристаллов с габитусами  $\{2\ 5\ 9\}$ – $\{3\ 10\ 15\}$ . Наблюдается и предельный случай атермического роста — «взрывное» мартенситное превращение, когда за время одного «взрыва» образуется заметная доля (десятки процентов) от всего превратившегося объема.

Интересно, что обнаружены сплавы [23] с двойной кинетикой превращения. Хотя, как правило, атермическое превращение следует при охлаждении за изотермическим, в [24] наблюдалась обратная последовательность.

#### 1.4. Скорость роста кристаллов мартенсита при $\gamma$ - $\alpha$ мартенситном превращении

Несмотря на большое значение для установления механизма мартенситного превращения данных о скорости роста мартенситных кристаллов, имеется сравнительно немного экспериментальных работ, в которых приводятся количественные результаты, указанные в табл. 1.

Прокомментируем данные табл. 1. Появление отдельного кристалла мартенсита в сплаве Fe-Ni (29.5Ni, 0.027C, 0.135Mn, 0.094Si), изменяющего электросопротивление образца и приводящего к формированию импульсного сигнала, в [25] регистрировалось осциллографически. По известным длительности импульса  $\tau$  и размеру зерна  $\ell$  находили скорость  $v = \ell\tau^{-1}$ .

Таблица 1

Экспериментальные данные о скорости роста мартенсита

Материал	Скорость роста $10^3$ м/с	Источник
Fe — 29,5 % Ni	1	[25]
Fe — 30 % Ni	(1,8–2)	[26]
Fe — 32 % Ni	0,1	[27]
	$\left\{ \begin{array}{l} 1,1 \\ 0,2 \end{array} \right\}$	[28]
Fe — 0,35 % C — 8 % Mn	6,6	[29, 30]
Сталь типа 18–8	(0,1–0,2)	[31]
Сталь 12X18H10T	7.652	[32]

На рис. 9 представлен вид одной из наблюдаемых осциллограмм [25].

Заметим, что ожидался сигнал в виде монотонно убывающей кривой. Наблюдается же два этапа. На первом этапе длительно-стью  $\tau_1 \approx 0.35 \cdot 10^{-7}$  с имеет место нарастание электросопротивления, на втором этапе при  $\tau_2 \approx 2.15 \cdot 10^{-7}$  с наблюдается монотонный спад. Величина исходного зерна  $0.01$  дюйма =  $0.25$  мм. Заметим, экспериментаторы не знали, что кристаллы этого сплава имеют двойникованный мидриб, поэтому указали среднюю скорость роста:

$$v_{\text{ср}} \approx 0.25 \cdot 10^{-3} / (0.35 + 2.15) \cdot 10^{-7} = 1000 \text{ м/с.}$$

Тем не менее они отметили двухстадийность процесса.

Первым, анализируя работу [25], на причину начального нарастания удельного электросопротивления указал, по-видимому, В. Арский [33], связав его с рассеянием электронов на возникшем тонком кристалле, играющем роль дефекта. Сейчас известно, что кристалл имеет центральную пластинчатую область с тонкой двойниковой структурой, поэтому интерпретация Арским первого этапа превращения как процесса, связанного с быстрым образованием мидриба, является верной. К сожалению, Арский связал с первым этапом скорость  $5 \cdot 10^3$  м/с, не решившись поделить диаметр зерна на меньший интервал времени, чтобы не превысить скорость продольного звука.

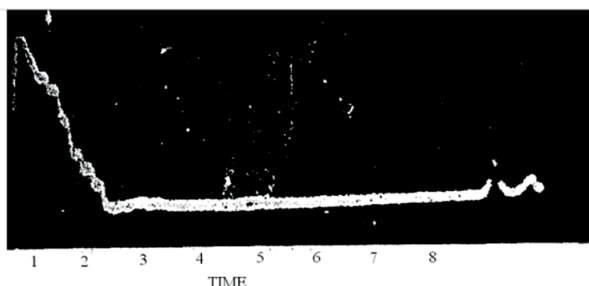


Рис. 9. Зависимость электросопротивления во время образования кристалла мартенсита в относительно крупном зерне. Виден начальный короткий интервал нарастания электросопротивления с последующим продолжительным спадом. Цена деления  $5 \cdot 10^{-8}$  с

Итак, скорость, с которой кристалл мартенсита пронизывает зерно, следует оценивать отношением диаметра зерна к длительности  $\tau_1$ . Тогда

$$v_1 = \frac{0.25 \cdot 10^{-3}}{0.35 \cdot 10^{-7}} \approx 7143 \text{ м/с.}$$

Значит, второй ниспадающий участок сигнала, имеющий в 5–6 раз большую длительность, можно сопоставить с ростом образовавшегося мидриба в толщину, поскольку удельное электросопротивление мартенсита меньше, чем у аустенита. Значит, второй этап формирования мартенситного кристалла является более медленным процессом. С учетом того что типичное значение скорости упругих продольных волн близко к значению  $5 \cdot 10^3$  м/с, значение  $v_1$  соответствует сверхзвуковой скорости роста кристалла, да еще и по отношению к продольным волнам, скорость которых заметно превышает скорости поперечных волн.

По существу аналогично [25] (усредненно) оценивалась скорость роста и в [26].

Отличие данных [27] по порядку величины обусловлено попыткой оценить временной интервал по изменению отражательной способности поверхности образца за счет появления на поверхности рельефа в процессе мартенситного превращения. В результате вместо характерного для [25, 26] масштаба  $\tau \approx 10^{-7}$  с в [27] использовалось  $\tau \approx 5 \cdot 10^{-6}$  с, относящееся не к росту отдельного кристалла, а к «взрывному» автокаталитическому росту совокупности кристаллов. В [28] было внесено уточнение, в результате которого скорость  $2 \cdot 10^2$  м/с связывается со скоростью поперечного (в толщину) роста кристалла, тогда как для радиальной (торцевой) скорости роста восстановлен порядок величины  $10^3$  м/с.

Собственно, близкую к приведенной выше оценку скорости  $v_1 \approx 7 \cdot 10^3$  м/с, превышающую скорость продольных звуковых волн в аустените, на основе двухэтапного разделения стадии роста по данным [25] впервые провел Ф. Локшин [29, 30]. Принципиально важно, что этот вывод подтвержден в [29, 30] измерениями скорости распространения волны детонации через сталь.

Схема эксперимента Локшина представлена на рис. 10.

После срабатывания детонатора и детонации взрывчатого вещества 2А на образец поликристаллического аустенита падала волна детонации, инициировавшая мартенситное превращение в образце, распространяющееся с некоторой скоростью  $v$ . Фронт превращения вызывал детонацию взрывчатого вещества 2В. От каждого из взрыв-пакетов отходили детонационные шнуры  $m$  и  $n$ , по которым с известной скоростью распространялись ответвляющиеся от зарядов волны детонации. Концы шнуров налагались внахлест, а под ними располагалась свинцовая пластинка, на которой оставалась отметка после встречи детонационных волн.

При известных геометрических размерах и скоростях детонации во взрывчатом веществе из условия равенства времен, до момента контакта волн детонации в шнурах  $m$  и  $n$ , находится скорость  $v \approx 6.6 \cdot 10^3$  м/с. Толщины образцов составляли 25, 30, 35 мм. Сущест-

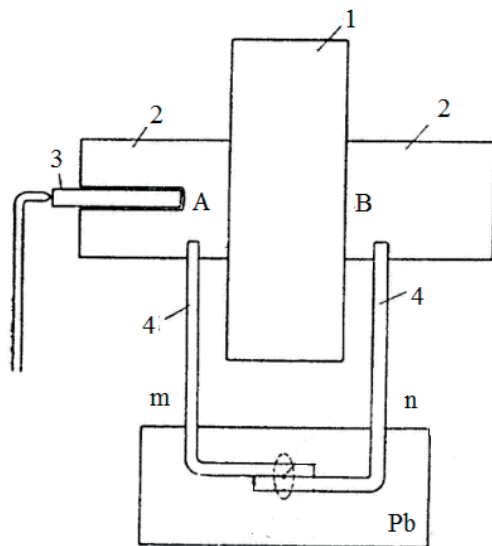


Рис. 10. Схема для определения скорости мартенситного превращения методом детонации заряда взрывчатого вещества через сталь:  
1 — исследуемый образец; 2 — заряды взрывчатого вещества;  
3 — электродетонатор; 4 — детонирующий шнур. Пунктир соответствует позиции отметки на свинцовой подложке, возникающей после встречного контакта волн детонации в шнурах  $m$  и  $n$

венно, что при создании волн детонации в образцах, уже испытывавших превращение, скорость прохождения волны детонации через образец составляла  $\approx 4.9 \cdot 10^3$  м/с (типичная скорость продольных звуковых волн). Погрешность измерения не превышала 4 %. Поэтому сверхзвуковую скорость следовало связывать с фронтом волны превращения. Локшин предложил интерпретировать это значение как следствие формирования макроскопической сильной ударной волны в условиях  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения, протекающего с увеличением удельного объема.

Хотя в [26] не найдено оснований для разделения стадии роста на две, в пользу реальности этого разделения убедительно свидетельствуют эксперименты [34–36], в которых при инициировании мартенситного превращения сильным магнитным полем наблюдалось быстрое появление тонких пластин мартенсита с последующим значительно более медленным обрастанием. Несомненно, подобные объекты в методическом отношении наиболее перспективны для дополнительных независимых экспериментов по измерению радиальной (торцевой) скорости роста при регистрации импульсных сигналов.

Данные [31], полученные при анализе сигнала акустической эмиссии, относятся к средней скорости роста группы кристаллов пакетного мартенсита, а не отдельной пластины, поэтому неудивительно отличие этих данных на порядок от обсуждавшихся выше.

Трактовка Локшиным фронта мартенситного превращения как сильной ударной волны представляется малообоснованной, поскольку анализ данных [25] показывает, что сверхзвуковую скорость роста имеют отдельные кристаллы. Учитывая, что существует 24 ориентировки габитусных плоскостей, можно полагать, что наиболее быстрый фронт волны превращения формируется за счет эстафетного запуска роста в слоях поликристаллов аустенита кристаллами мартенсита с ориентациями габитусов, составляющими наименьшие углы с нормалью к поверхности образца. Но тогда может сформироваться несколько фронтов превращения с убывающими значениями скоростей, опережающих скорость продольных упругих волн. Очевидно, что в схеме эксперимента Локшина фиксация дополнительных фронтов невозможна.

С целью проверки существования нескольких опережающих звук фронтов был выполнен эксперимент [32], в котором инициация мартенситного превращения выполнялась с помощью механического ударника, имеющего скорость 350 м/с. Самое же главное заключалось в возможности фиксации приходящих фронтов превращения путем отслеживания смещения свободной поверхности (параллельной плоскости ударного воздействия) с помощью интерференционной методики. Эксперимент позволил зафиксировать четыре волновых фронта превращения со скоростями  $7.652 \cdot 10^3$ ,  $6.839 \cdot 10^3$ ,  $6.342 \cdot 10^3$ , 6000 м/с, опережающих обычный упругий предвестник и пластический фронт.

Таким образом, данные трех независимых экспериментов [27, 30–32] дают основания считать скорость торцевого роста превышающей скорость продольных упругих волн. Этот фундаментальный факт играет, на наш взгляд, определяющую роль для построения теории мартенситных превращений.

Возникает естественный вопрос, почему же этому факту не уделяли должного внимания. Более того, в хорошем учебнике М. Блантера [9] при перечислении попыток измерения скорости роста мартенситных кристаллов (указываются главным образом измерения времен образования кристаллов) со ссылкой на Локшина указывается скорость меньше  $5 \cdot 10^3$  м/с. Как обсуждалось выше, это скорость волны детонации без мартенситного превращения, близкая к скорости продольных звуковых волн. Трудно понять, каким образом этот ошибочный результат попал в учебник, дезориентируя поколения студентов. Скорее всего, при обработке большого объема данных уже такое значение скорости могло показаться предельно большим. Возможно, сказалось и доминирующее представление о том, что существующие термодинамические соображения и кристаллогеометрические подходы к описанию макроскопических морфологических признаков уже дают достаточно ясную интерпретацию сути мартенситного превращения. Однако это далеко не так. В связи с этим авторы пособия считают целесообразным приводить ссылки на первоисточники и рекомендуют студентам (по крайней мере желающим получить фундаментальную подготовку) знакомиться с первоисточниками.

## 2. УСТОЙЧИВОСТЬ РЕШЕТКИ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ $M_s$

Выраженные признаки перехода I рода для  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения позволяют предположить существование стадий зарождения и роста новой фазы. Важным является вопрос об устойчивости решетки аустенита при температуре  $M_s$ , тесно связанный с вопросом о существовании температуры  $T_c$  абсолютной потери устойчивости исходной решетки. Действительно, существование абсолютной температуры  $T_c > 0$ , при которой решетка, не содержащая дефектов, становится неустойчивой по отношению к бесконечно малым флуктуациям, означало бы неизбежность протекания мартенситного превращения в процессе охлаждения. В силу очевидного неравенства  $M_s > T_c$  для сплавов с изотермической кинетикой превращения, подавляемого быстрым охлаждением ниже  $M_s$ , сразу следует отсутствие температуры  $T_c$ , что означает метастабильность (относительную устойчивость) исходной решетки аустенита при температурах не только из интервала  $T_0 > T \geq M_s$ , но и  $T < M_s$ . Один из признаков сплавов с атермической кинетикой, отмечаемый в большинстве монографий, состоит в независимости  $M_s$  от скорости охлаждения и, стало быть, в невозможности переохлаждения ниже  $M_s$ . Однако в экспериментах [37] удалось переохладить систему Fe-33,7 % Ni вплоть до 4,2 К и вызвать затем «взрывное» мартенситное превращение после отогрева в процессе изотермической выдержки. На отсутствие  $T_c$  для атермически превращающихся сплавов указывает также типичная для них неполнота превращения: превращение оканчивается при температуре  $M_f$ ,  $0 < M_f < M_s$ , и дальнейшее



охлаждение, несмотря на значительный непревратившийся объем (до десятков процентов), к приращению количества мартенсита не ведет.

Исследования температурной зависимости упругих модулей [38, 39], как и дисперсионных кривых фононного спектра [38–41], показывают в большинстве случаев отсутствие даже тенденции к потере устойчивости. Наблюдающийся [38] аномальный ход температурной зависимости упругих модулей в системах Fe–Ni (>30 % Ni), испытывающих при  $T > M_s$  ферромагнитное упорядочение, следует связывать скорее с влиянием этого упорядочения [42, 43], чем с проявлением тенденции решеточной нестабильности, т. е. речь идет о «нормальных» упругих модулях, но ферромагнитной системы. Иными словами, по отношению к отдельным фононным модам малых амплитуд решетка аустенита сохраняет устойчивость.

Отсутствие  $T_c$  и, стало быть, относительная устойчивость ГПК решетки при температуре  $M_s$  подводят к вопросу о величинах энергетического барьера и пороговой деформации, преодолеваемых системой в процессе зарождения и роста. Этот вопрос тесно связан с проблемой большой величины переохлаждения  $T_0 - M_s \approx 200$  К, отчетливо сформулированной в [44, 45]. Суть проблемы — в значительном различии переохлаждения  $\Delta T = T_0 - M_s \approx 45$  К, необходимого для компенсации энергетических затрат  $E_e \approx 50$  кал/моль на выполнение внешней работы в процессе мартенситного превращения, с величиной  $T_0 - M_s$ . Одно из приемлемых объяснений [12] сводится к тому, что «кинетику процесса контролирует скорость перехода системы через энергетический барьер, связанный с образованием центров новой фазы, поскольку рост кристаллов мартенсита происходит почти мгновенно и, следовательно, степень переохлаждения  $T_0 - M_s$  может определяться не только термодинамическими, но и кинетическими характеристиками процесса».

Оценка порядка величины пороговой деформации следует из информации о существовании температуры  $M_{elast}$  [42] вблизи  $M_s$  ( $M_{elast} - M_s \approx 35\text{--}40$  К) такой, что МП при температурах  $T$  из интервала  $M_s < T < M_{elast}$  вызывается внешними упругими напряжениями  $\sigma_m$ . Поскольку на диаграмме напряжение — деформация упругой

деформации отвечают значения  $\varepsilon \leq 0^{-3}$ , можно сделать вывод о приемлемости неравенства  $\varepsilon_{th} \leq 10^{-3}$  для пороговой деформации.

Дальнейший обзор экспериментальных данных излагается менее обстоятельно, поскольку их более подробное освещение уместно при теоретической интерпретации после развития теории мартенситных превращений.

### 3. ПРОБЛЕМА ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИЯ ПРИ $\gamma$ - $\alpha$ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ

#### 3.1. Эксперименты с малыми частицами

Эксперименты [46] с малыми частицами (диаметром  $> 10^{-6}$  м) убедительно продемонстрировали, что при одинаковых размерах частиц мартенситное превращение в процессе охлаждения развивается далеко не во всех из них, что свидетельствует в пользу гетерогенной природы зарождения мартенсита в определенных благоприятных центрах. Сказанное иллюстрируют рис. 11 и 12.

Более того, при переходе к частицам с диаметрами менее 100 нм зафиксированы случаи превращения частиц как целого, в результате

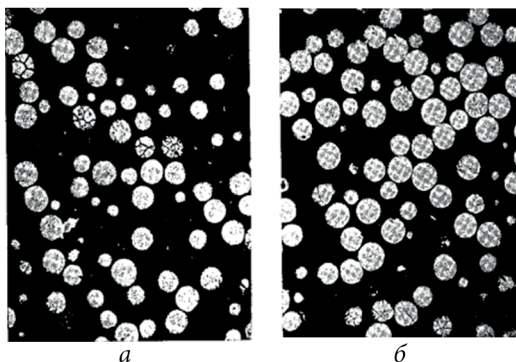


Рис. 11. Частицы с диаметром меньше 37 мкм после закалки до  $-196^\circ\text{C}$ .

Образцы протравливались, чтобы выделить границы зерен: *а* — мартенситная фракция образца; *б* — непревращенная фракция образца

которого некоторые из исходных сферических частиц аустенита превращаются в эллипсоидальные частицы с ОЦК решеткой, как это отражено на рис. 13, взятом из [47].

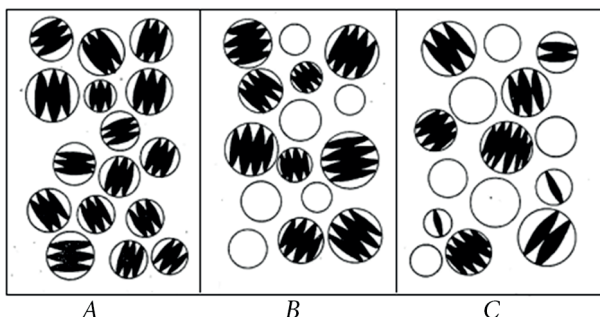


Рис. 12. Возможные варианты дисперсии мартенсита в порошках:  
 А — единообразная степень превращения во всех частицах;  
 В — единообразная степень превращения в некоторых частицах и отсутствие превращения в других; С — различная степень превращения в ряде частиц и отсутствие превращения в других

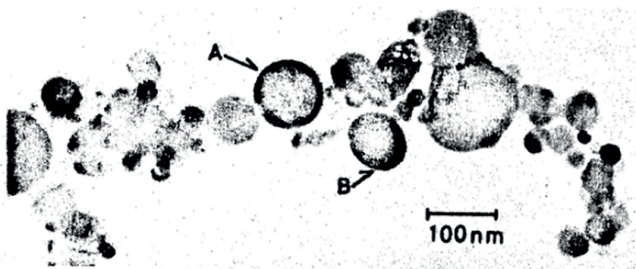


Рис. 13. ГЦК частица А сферической формы и ОЦК частица В эллипсоидальной формы.  
 Частицы А и В содержат 25.3 и 27.4 ат.% Ni соответственно

### 3.2. Гетерогенная природа зарождения

О гетерогенной природе зарождения свидетельствуют и наблюдения при термоциклировании, в которых первоначальный и повторный рост кристаллов мартенсита, как правило, происходит

в одних и тех же местах. Ряд результатов электронно-микроскопических наблюдений, указывающих на причастность дислокаций к процессам зарождения мартенсита, приведен в [48].

### 3.3. О предмартенситных состояниях

Хотя в целом гетерогенный характер зарождения не вызывает сомнений, имеется ряд экспериментов по ЯГР [49], диффузному рассеянию электронов и рентгеновских лучей [50] (см. также обзоры [48, 51]), по измерению сопротивления микропластической деформации вблизи  $M_s$  [52], свидетельствующих об особом предпереходном состоянии решетки аустенита, выражающемся [49, 50] в анизотропном возрастании среднеквадратичных амплитуд колебаний решеточных мод с волновыми векторами выделенных направлений (и выделенными поляризациями) и в уменьшении сопротивления малой деформации [52].

Эти явления могут отражать и попытки системы реализовать начальные возбужденные (колебательные) состояния, возникающие в неравновесных условиях и порождающие волновые процессы. Тогда, если имеется механизм, эффективно поддерживающий существование волн, и уровень деформации  $\epsilon$ , вызываемый волнами, превышает пороговое значение, необходимое для инициирования мартенситного превращения, образование кристаллов будет происходить в волновом режиме, а характерным масштабам структуры будут отвечать определенные длины волн. Очевидно, что в этой картине акцентируется внимание на неравновесности состояния. В частности, ясно, что высокий уровень неравновесности вблизи границы растущей фазы может поддерживаться в условиях быстрого роста, когда процесс выделения тепла является адиабатическим [44, 45]. Тогда перепад температур между  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фазами  $\Delta T \approx Q \cdot C_{sp}^{-1}$  ( $Q$  — удельный тепловой эффект,  $C_{sp}$  — удельная теплоемкость) окажется сравнимым с величиной переохлаждения  $T_0 - M_s$ , что обеспечит высокий уровень градиента температуры в приграничной области. Это обуславливает постановку задачи об исследовании неравновесной электрон-фононной

системы с целью выявления условий генерации волн смещений решетки.

### **3.4. Замечание о дислокационных моделях зародыша новой фазы и роста кристалла**

В чисто дислокационных моделях зарождения (см., например, [53]) температура  $M_s$  ассоциируется с образованием первой дислокационной петли. Часто принимается форма зародыша в виде тонкого сплюснутого сфероида. Тогда образование линзовидного кристалла моделируется как рост зародыша в схеме расширяющихся дислокационных петель. Поскольку для дислокационных петель сверхзвуковое движение не реализуется, мы не будем обсуждать подобные модели, по крайней мере применительно к формированию мидриба.

#### 4. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ НАЧАЛА МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ [7]

На рис. 14 представлены зависимости количества мартенсита, полученного в отсутствие и при наличии сильного магнитного поля. Видно, что действие магнитного поля приводит не только к существенному повышению температуры  $M_s$ , отражаемому также данными табл. 2, но и к изменению формы кристаллов.

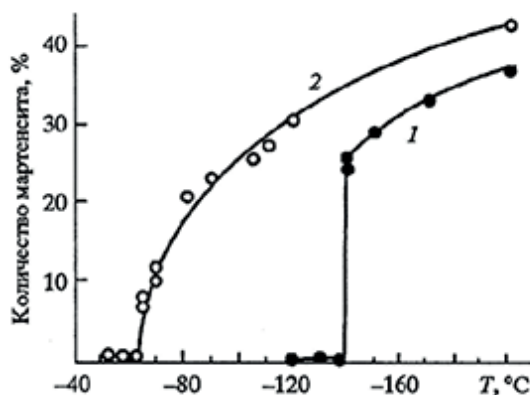


Рис. 14. Мартенситные кривые, полученные на сплаве 25H31 после закалки от 1200 °С: 1 — при охлаждении до -196 °С (линзовидный мартенсит); 2 — в магнитном поле напряженностью 36 МА/м (пластинчатый мартенсит)

Таблица 2

Влияние импульсного магнитного поля  $H = 28$  МА/м на положение мартенситной точки в сталях с разным содержанием никеля

Марка стали	Температура закалки, °С	Температура мартенситной точки, °С		Смещение мартенситной точки ( $\Delta T_m$ ) под влиянием поля, °С	Количество мартенсита ( $\alpha$ ) в поле, %
		при охлаждении	в магнитном поле		
50X2H22	1000	–160	–55	115	42
50X2H16	1000	–45	25	70	38
50X2H3	1000	45	100	55	20



## 5. ОРИЕНТАЦИОННЫЙ ЭФФЕКТ ВО ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ [54]

На рис. 15 представлен ориентационный эффект, заключающийся в появлении преимущественно ориентаций мартенситных кристаллов, габитусы которых составляют наименьшие углы с магнитным полем, приложенным вдоль оси симметрии 4-го порядка монокристалла аустенита.

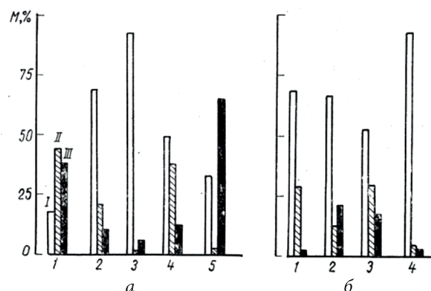


Рис. 15. Относительное количество кристаллов мартенсита  $M$ , принадлежащих к различным ориентировкам и возникших в образцах, подвергавшихся следующим воздействиям:

I — «малоугловая» ориентировка; II — «среднеугловая»; III — «большееугловая»; а — сталь 50X2H22: 1 — охлаждение до  $M$ ; 2 — наложение критического импульсного магнитного поля при  $T = 203$  К вдоль  $\langle 100 \rangle_\gamma$ ; 3 — наложение поля  $H = 2.4 \cdot 10^4$  кА/м при  $T = 203$  К вдоль  $\langle 100 \rangle_\gamma$ ; 4 — наложение критического импульса магнитного поля при той же температуре вдоль произвольно выбранного кристаллографического направления решетки аустенита; 5 — упругое растяжение вдоль направления, близкого к  $\langle 100 \rangle_\gamma$ ; б — сталь 77X2H22: 1 — наложение критического импульсного магнитного поля при  $T = 77$  К вдоль  $\langle 100 \rangle_\gamma$ ; 2 — то же вдоль  $\langle 111 \rangle_\gamma$ ; 3 — то же, произвольная ориентировка решетки аустенита относительно направления поля; 4 — наложение постоянного магнитного поля вдоль  $\langle 100 \rangle_\gamma$

## 6. СУЩЕСТВОВАНИЕ КРИТИЧЕСКОГО РАЗМЕРА ЗЕРНА ДЛЯ ПРОТЕКАНИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ [55]

Эффект состоит в существовании таких значений критических размеров свободного от дефектов объема аустенита (в частности, диаметра зерна  $D_c$ ), для которых превращение не происходит даже при стремлении температуры к абсолютному нулю. Кроме того, имеется тенденция к увеличению размера  $D_c$  при повышении концентрации дополнительных к железу компонентов сплава. Например, для сплава Fe-31Ni-0.28C (рис. 15) величина  $D_c \approx 10$  мкм возрастает на порядок.

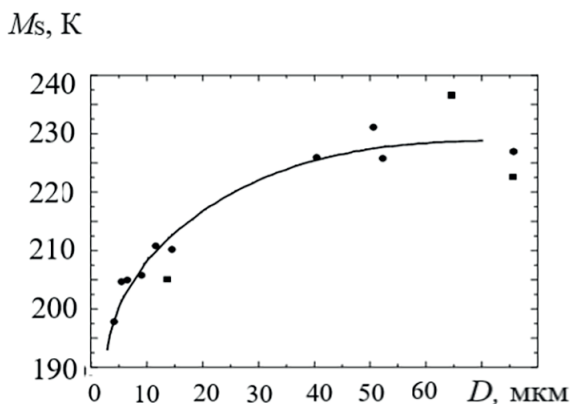


Рис. 16. Наблюдаемая зависимость  $M_s(D)$  для Fe-31Ni ( $D_c \approx 1$  мкм)

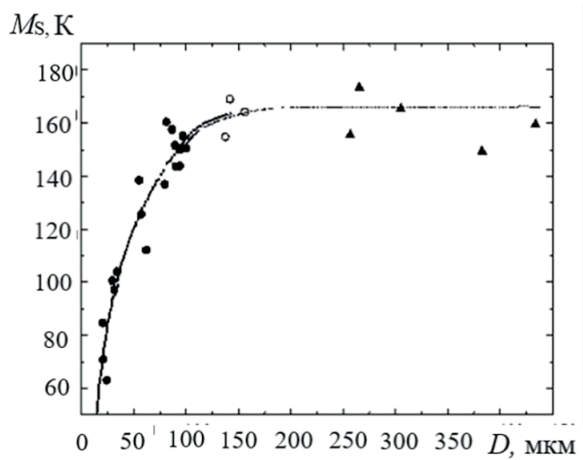


Рис. 17. Наблюдаемая зависимость  $M_s(D)$  для Fe-31Ni-0.28C

## 7. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ПРОТЕКАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Как показывает сравнение зависимостей  $M_s$  от концентрации легирующих элементов бинарных сплавов Fe-Ni и Fe-Mn, одному и тому же значению снижения  $\Delta M_s$  по сравнению с чистым железом соответствует примерно в два раза меньшая концентрация Mn. Например:

$$\Delta M_s(\text{Fe-20Ni}) \approx \Delta M_s(\text{Fe-10Mn}).$$

### 7.1. Различие темпов изменения температуры $M_s$ в случаях сплавов замещения и внедрения

Как показывает сравнение зависимостей  $M_s$  от концентрации легирующих элементов сплавов замещения Fe-Ni и внедрения Fe-C, одному и тому же значению снижения  $\Delta M_s$  по сравнению с чистым железом соответствует примерно двадцатикратное соотношение весовых концентраций (или четырехкратное атомных концентраций). Например:

$$\Delta M_s(\text{Fe-20Ni}) \approx \Delta M_s(\text{Fe-1 вес. \%C}).$$

## 7.2. Наличие нескольких «ступеней» $M_s$ в зависимости от скорости охлаждения [56]

Эффект проявляется в существовании определенных диапазонов изменения скоростей охлаждения, для которых значения  $M_s$  сохраняют значения либо слабо изменяются (как показано на рис. 18).

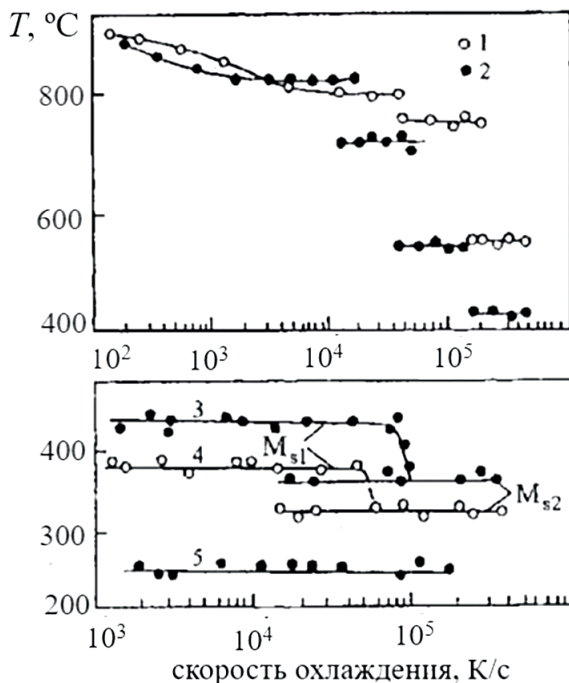


Рис. 18. Зависимость температуры начала  $\gamma$ - $\alpha$  превращения от скорости охлаждения для двойных сплавов железо — углерод. Содержание углерода: 1 —  $10^{-8} \dots 10^{-7}\%$ ; 2 — 0.005 %; 3 — 0.25 %; 4 — 0.40 %; 5 — 0.74 %

### 7.3. Зависимость «ступеней» $M_s$ от концентрации легирующего элемента [57]

Отметим, что различные ступени (ветви) превращения обнаруживают различие темпов изменения при возрастании концентрации никеля.

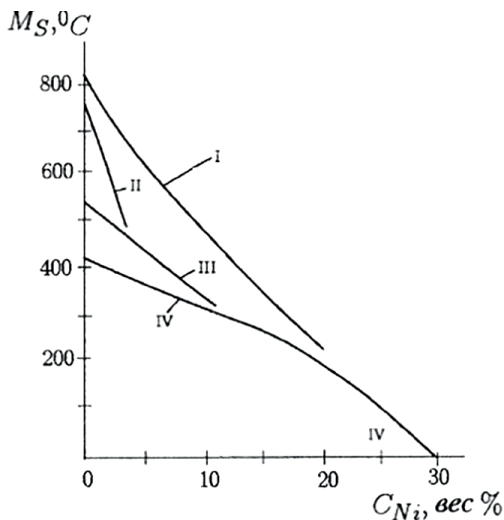


Рис. 19. Зависимость температур  $M_s^i$  в сплавах железо — никель от содержания никеля

Заметим, что наряду с мартенситом охлаждения различают также мартенсит напряжения (реализуется при охлаждении образцов под внешними упругими воздействиями) и мартенсит деформации (реализуется на стадии течения охлажденного аустенита при внешних пластических деформациях). Однако в данном пособии акцентируется внимание только на фактах, касающихся мартенсита охлаждения.

Помимо процитированной литературы мы использовали материалы первых глав монографии [58], диссертации [59] и презентации курса лекций по динамической теории мартенситных превращений, прочитанных одним из авторов в Пермском национальном исследовательском университете в 2012 г.

## ВЫВОДЫ

Эксперименты указывают на необходимость развития теории реконструктивных мартенситных превращений, способной:

- 1) описать важнейшую особенность микрокинетики — сверхзвуковую скорость роста мартенситного кристалла;
- 2) объяснить специфику гетерогенного зарождения, совместимого с высокой скоростью роста мартенситного кристалла;
- 3) выявить роль существенно неравновесных условий в реализации механизма управления ростом мартенситного кристалла;
- 4) дать прозрачную физическую интерпретацию ряда важных дополнительных особенностей мартенситных превращений (морфологические признаки, механизм двойникования, решение проблемы критического размера зерна, влияния магнитного поля).

## ВОПРОСЫ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЯ

1. Понятия «фаза» и «фазовый переход».
2. Понятие «кристаллическая решетка».
3. Чем мартенситное превращение отличается от других структурных превращений в твердом теле?
4. Какие признаки типичны для фазовых переходов I рода?
5. Какую роль играет термодинамический анализ применительно к мартенситным превращениям?
6. В чем суть деформации Бейна?
7. Что такое двойники превращения?
8. Какие макроскопические морфологические признаки характеризуют мартенситные кристаллы?
9. Почему можно утверждать, что  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситное превращение протекает в неравновесных условиях?
10. Отражают ли обычные фазовые диаграммы информацию о мартенситных превращениях?
11. Существует ли температура абсолютной потери устойчивости аустенита?
12. Какова оценка величины пороговой деформации для  $\gamma$ - $\alpha$  мартенситного превращения в сплавах железа?
13. Какие эксперименты приводят к выводу о сверхзвуковой скорости роста кристаллов мартенсита?
14. Какие эксперименты указывают на гетерогенный механизм зарождения мартенсита?
15. Каковы дислокационные модели роста мартенситных кристаллов?



16. Что демонстрируют эксперименты по увеличению скорости охлаждения (закалки)?

17. Зависит ли температура начала мартенситного превращения от размера зерна аустенита?

18. Понятие о критическом размере зерна.

19. Влияет ли магнитное поле на протекание мартенситного превращения?

20. В чем суть ориентационного эффекта при образовании мартенсита в магнитном поле?

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЕ ССЫЛКИ

1. Базаров И. П. Термодинамика. — М. : Высш. шк., 1991. — 376 с.
2. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. — М. : Наука, 1977. — 240 с.
3. Закалка стали в магнитном поле / М. А. Кривоглаз, В. Д. Садовский, Л. В. Смирнов и др. — М. : Наука, 1977. — 120 с.
4. Фридкин В. М. Динамика решетки и фазовые переходы // Современная кристаллография. — М. : Наука, 1979. — Т. 2. — С. 262–296.
5. Берништейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. Термомеханическая обработка стали. — М. : Металлургия, 1983. — 480 с.
6. Брус А., Каули Р. Структурные фазовые переходы. — М. : Мир, 1984. — 408 с.
7. Счастливец В. М., Калетина Ю. В., Фокина Е. А. Мартенситное превращение в магнитном поле. — Екатеринбург : УрО РАН, 2007. — 322 с.
8. Гуляев А. П. Металловедение : учеб. — 6-е изд., перераб. и доп. — М. : Металлургия, 1986. — 544 с.
9. Блантер М. Е. Теория термической обработки : учеб. — М. : Металлургия, 1984. — 328 с.
10. Уманский Я. С., Скаков Ю. А. Физика металлов. — М. : Атомиздат, 1978. — 352 с.
11. Билби Б. А., Христиан И. В. Мартенситные превращения // УФН. — 1960. — Т. 113, № 3. — С. 515–564.

12. Кауфман Л., Коэн М. Термодинамика и кинетика мартенситных превращений // Успехи физики металлов. — Т. 4. — М. : Metallurgizdat, 1961. — С. 192–289.

13. Ройтбурд А. Л. Теория формирования гетерофазной структуры при фазовых превращениях в твердом состоянии // УФН. — 1974. — Т. 113, вып. 1. — С. 105–128.

14. Лободюк В. А., Эстрин Э. И. Изотермическое мартенситное превращение // Там же. — 2005. — Т. 175, № 7. — С. 745–760.

15. Кащенко М. П., Чащина В. Г. Динамическая модель сверхзвукового роста мартенситных кристаллов // Там же. — 2011. — Т. 181, № 4. — С. 345–364.

16. Seljakow N., Kurdjumow G., Goodtzow N. Eine rontgenographische untersuchung der structur des kohlenstoffstahls // Zeitschrift für Physik. — 1927. — Bd. 45. — S. 384–408.

17. Выделение энергии при образовании мартенсита в железо-никелевых сплавах и особенности его структуры / Л. Я. Винников, И. Я. Георгиева и др. // Металлофизика. — 1974. — № 55. — С. 24–27.

18. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова и др. — М. : Металлургия. 1986. — 440 с.

19. Пушин В. Г., Кондратьев В. В., Хачин В. Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. — Екатеринбург : УрО РАН, 1998. — 368 с.

20. Bain E. C. The nature of martensite // Trans. AIME. — 1924. — Vol. 70. — P. 25–46.

21. Изотов В. И., Хандаров П. А. Классификация мартенситных структур в сплавах железа // ФММ. — 1972. — Т. 34, вып. 2. — С. 332–338.

22. Maki T., Wayman C. M. Proc. 1<sup>st</sup> JIM Int. Symp. on New Aspects of Martensitic Transformation, Suppl. Trans. // JIM. — 17 (1976). — P. 69–74.

23. Георгиева И. Я., Никитина И. Й. Изотермическое и атермическое превращение в сплаве Fe-Ni-Mo // ДАН СССР. — 1969. — Т. 186, № 1. — P. 85–87.

24. Замбръжицкий В. Н., Максимова О. П., Щербединский Г. В. О новом кинетическом варианте мартенситного превращения // ДАН СССР. — 1983. — Т. 272, № 1. С. 90–94.

25. Bunshah R. P., Mehl R. F. Rate of propagation of martensite // Ibid. — 1953. — Vol. 197. — P. 1251–1258.

26. *Mukherjee K.* On the dynamics of martensitic transformation // Trans. AIME. — 1968. — Vol. 242. — P. 1494–1501.

27. *Robin M., Gobin P.F.* Etude par amplification electronique rapide de la propagation de la martensite dans un alliage ferrum — nickel // Scripta Metall. — 1977. — Vol. 11. — P. 669–674.

28. *Robin M., Lormand G., Gobin P.P.* Electrical emission associated with the martensitic burst of Fe — Ni alloy // J. Phys. (Fr). — 1982. — Vol. 43, № 12. Suppl. — P. 485–490.

29. *Локишин Ф.Л.* Скорость мартенситного превращения // Науч. докл. высш. шк. — М. : Металлургия. — 1958. — № 2. — С. 205–208.

30. *Локишин Ф.Л.* Динамическая теория мартенситного превращения // Тр. Новочеркас. политехн. ин-та. — 1957. — Т. 771/85. — 150 с.

31. *Takashima K., Higo Y., Nunomura S.* The propagation velocity of the martensitic transformation in 304 stainless steel // Phil. Mag. A. — 1984. — Vol. 49, № 2. — P. 231–241.

32. О сверхзвуковом распространении фронтов мартенситных превращений, инициированных ударным нагружением / Ю.И. Мещеряков, М.П. Кащенко, В.Б. Васильков, С.А. Атрошенко // Письма в ЖТФ. — 1993. — Т. 19, № 2. — С. 75–78.

33. *Арский В.Н.* Время образования мартенситного кристалла // Металловедение и обработка металлов. — 1956. — № 11. — С. 26–29.

34. *Садовский В.Д., Ромашев Л.Н.* Рост кристаллов мартенсита, образовавшихся под действием импульсного магнитного поля // ДАН СССР. — 1978. — Т. 238, № 2. — С. 342–344.

35. Электронно-микроскопическое исследование структуры кристаллов мартенсита, зародившихся под действием импульсного магнитного поля / В.М. Счастливцев, Л.Н. Ромашев, И.Л. Яковлева, В.Д. Садовский // ФММ. — 1981. — Т. 52, вып. 4. — С. 773–782.

36. *Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Ромашев Л.Н.* Электронномикроскопическое исследование роста мартенситной пластины // Там же. — 1983. — Т. 56, вып. 2. — С. 271–279.

37. *Серебряков В.Г., Эстрин Э.И.* Переохлаждение «взрывного» мартенситного превращения в монокристаллах сплавов Fe-Ni // ДАН СССР. — 1977. — Т. 237. — С. 322–324.

38. *Haush G., Warlimont H.* Single crystalline elastic constants of ferromagnetic face centered cubic Fe-Ni invar alloys // *Acta Met.* — 1973. — Vol. 21, № 4. — P. 401–414.

39. Premartensitic phenomena / L. Delaey, P.P. Gobin, G. Guenln, H. Warlimont // *Proceedings of the international conference on martensitic transformations I COMAT-79.* — Combridge, Massachusetts USA, 24–29 JUKE, 1979. — P. 400–414.

40. *Hallman E. D., Brockhause B. N.* Crystal dynamics of nickel — iron and copper — zinc alloys // *Canadian Journ. Phys.* — 1969. — Vol. 47, № 10. — P. 11–1T.

41. *Endoh Y.* Lattice dynamics in ferromagnetic invar alloys // *J. Magn. and Magn. Mat.* — 1979. — № 10. — P. 177–182.

42. *Зверев В. М., Силин В. П.* Зависимость скорости звука от намагниченности в ферромагнитных металлах : препринт Т-19272. — М. : ФИАН СССР. — 30 с.

43. *Зверев В. М., Силин В. П.* К инварной проблеме // *Краткие сообщения по физике.* — 1984. — № 6. — С. 46–49.

44. *Криземент О., Гудремон Э., Вефер Ф.* К термодинамике аустенитно-мартенситного превращения // *Фазовые превращения в стали.* — М. : Металлургиздат, 1961. — С. 263–271.

45. *Могутнов Б. М., Томилин И. А., Шварцман Л. А.* Термодинамика железо-углеродистых сплавов. — М. : Металлургия. 1972. — С. 263–271.

46. *Cech R. E., Turnbull D.* Heterogeneous nucleation of the martensitic transformation // *Trans. AIME.* — 1956. — Vol. 206. — P. 124–132.

47. Martensitic transformation in ultrafine particles of Fe-Ni alloys / S. Kajiwara, S. Ohno, K. Honma, M. Uda // *Proceedings of the international conference on martensitic transformations. The Japan institute of metals.* — 1986. — P. 359–364.

48. *Винтайкин Е. З.* Мартенситные превращения // *Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка.* — М. : ВИНТИ. — 1983. — Т. 17. — С. 3–63.

49. *Юрчиков Е. Е., Меньшиков А. З.* Исследование состояния аустенита перед мартенситным превращением методом эффекта Мессбауэра // *ФММ.* — 1971. — Т. 32, вып. 1. — С. 168–170.

50. Исследование структуры  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз в сплавах железо-никель вблизи точки мартенситного превращения. 1. Диффузное рассеяние электронов

и рентгеновских лучей / Ю. Д. Тяпкин, В. Г. Пушин, Р. Р. Романова, Н. Н. Буйнов // ФММ. — 1976. — Т. 41, вып. 5. — С. 1040–1047.

51. Кондратьев В. В., Пушин В. Г. Предпереходные состояния в сплавах вблизи мартенситных превращений // Фазовые превращения и структура металлов и сплавов. — Свердловск : УНЦ АН СССР. — 1982. — С. 18–25.

52. Саррак В. И., Суворова С. О. Об особенностях состояния аустенита в предмартенситном интервале температур // Изв. АН СССР. — Металлы. — 1982. — № 6. — С. 90–97.

53. Петров Ю. Н. Дефекты и бездиффузионное превращение в стали. — Киев : Наук. думка. — 1978. — 262 с.

54. Леонтьев А. А., Счастливец В. М., Ромашев Л. Н. Габитус и ориентация кристаллов мартенсита, образующихся под действием магнитного поля // ФММ. — 1984. — Т. 58, вып. 5. — С. 950–957.

55. Umemoto M., Owen W. S. Effects of austenitizing temperature and austenite grain size on the formation of athermal martensite in an iron-nickel and an iron-nickel-carbon alloy // Metallurgical transactions. — 1974. — Vol. 5. — P. 2041–2046.

56. Мирзаев Д. А., Окишев К. Ю. Полиморфные (фазовые) превращения в металлах и сплавах. Кинетика. Фазовые и структурные превращения в сталях : сб. науч. тр. — Вып. 1 / под ред. В. Н. Урцева. — Магнитогорск, 2001. — С. 91–115.

57. Мирзаев Д. А., Морозов О. П., Штейнберг М. М. О связи превращений в железе и его сплавах // ФММ. — 1973. — Т. 36, № 3. — С. 560–568.

58. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при  $\gamma$ - $\alpha$  превращении в сплавах на основе железа. — Изд. 2-е. испр. и доп. М. ; Ижевск : НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Ижев. ин-т компьютер. исслед. — 2010. — 280 с.

59. Чащина В. Г. Развитие динамических моделей управления ростом кристаллов при реконструктивных мартенситных превращениях : дис. ... д-ра физ.-мат. наук. — Екатеринбург, 2010. — 382 с.

*Учебное издание*

Чащина Вера Геннадиевна  
Кащенко Михаил Петрович

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ОСНОВАНИЯ  
ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ  
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Учебное пособие

Редактор Т. А. Федорова  
Корректор Т. А. Федорова  
Оригинал-макет В. К. Матвеев

*Электронное сетевое издание  
размещено в архиве УрФУ  
<http://elar.urfu.ru>*

Подписано 12.02.2020. Формат 60 × 84 <sup>1</sup>/<sub>16</sub>.  
Уч.-изд. л. 2,5. Объем данных 2,4 Мб.  
Гарнитура Minion Pro.

Издательство Уральского университета  
620000, Екатеринбург-83, ул. Тургенева, 4.  
Тел.: +7 (343) 358-93-06, 350-90-13, 358-93-22, 350-58-20  
Факс +7 (343) 358-93-06  
E-mail: [press-urfu@mail.ru](mailto:press-urfu@mail.ru)  
<http://print.urfu.ru>